18 と Abb. 19 を比較すると、デュラルミンの再結晶温度は Al の場合よりも可なり高く、この事は常温加工の場合と同様である。

IV. 總 括

以上の實驗結果を要約すれば次の通りである。

(1) Al 及びデュラルミンは、高温で加工しても加工中に再結晶を起す事は稀である。少くとも高温加工材にも再結晶能力があつて、加工温度以上の温度に加熱すると、始めて顯著な再結晶現象がみられる。

(2) 再生する結晶粒子の大きさは、加工度大なる程小さくなる事は、常温加工の場合と同様であるが、一般に焼鈍温度が加工温度に近い場合には、極めて粗大な結晶粒子の發達をみる。この事は押出材を焼入れする場合に屢々經驗する粗大粒子發生の原因に或る種の示唆を與へる

ものである。

(3) 加工速度の影響は顯著でないが、加工速度が極端に大きくなると、再結晶温度は低下し、加工温度以下でも再結晶を起す事がある。

(4) 高温加工後加工温度以下の温度で長時間焼鈍しても、再結晶能力の上には殆んど影響がない。これを加工温度以上の温度に焼鈍すると、斯様な處理を施さない場合と同様な再結晶現象を生ずる。

(5) 高温加工材の加工度と再結晶温度の關係を求めた。

終りに臨み本實驗中熱心に助力された菅原節男君の勞を多とする。尙本研究の費用には「デュラルミンの性能改善に關する研究」に與へられた「文部省科學研究費」が用ひられた。附記して感謝の意を表する。

アルミニウム合金鋁材の研究*

中 田 兵 次**

Hyozi Nakata : Study on Aluminium Riveting Materials. An enormous number of duralumin rivets are used in making an aeroplane. As Duralumin is an Aluminium alloy age hardens very quickly after quenching almost of its maximum property, then the riveting work sometimes encounters several inconveniences and is lowered its efficiencies.

The present work is carried out to reduce these troubles. By an addition of Mn more than one percent on the alloy Al+Cu 2+Mg 2%, the hardening process in the ageing curve at 25° is suppressed about 120 hours after quenching. Above alloy is named D4. Improveing the D4 alloy, a few alloys were obtained as shown in following table. The riveting material invented in "Heinkel" Company is referred in the same table.

(Ageing temperature is 25°)

Names	Characteristic	Chemical Composition (%)				Shearing Strength (kg/mm ²)		Period of Suppression of hardening Process in ageing Curve (hr)	Shearing Strength after riveted (kg/mm ²)
		Cu	Mn	Mg	Si	immediately after quenching	after aged		
E. H. F. riveting material	invented in "Heinkel" Company	2.0	0.5	2.0	0.8	18.0	23.5	1	24.5-25.0
D 4	Soft	..	1.0	..	..	20.0	24.0	120	..
D 4 A	Soft	..	1.2	1.2	0.5	19.5	25.5	8	26.5-27.5
D 5 A	Hard	3.0	1.0	2.0	..	23.0	28.0	2	31.0-32.0
D 5	Hard	4.0	..	..	..	24.0	28.5	4	..

(Received February 10, 1942)

I. 緒 言

アルミニウム輕合金の鋁材として廣く用ひられてゐるデュラルミンはその使用量極めて多く、航空機一臺に就ても實に數萬から數拾萬個と云はれてゐる。このデュ

ラルミンは焼入後の時効硬化が早く起るので、鋁着作業は焼入後出来るだけ早く行ふ必要があり、従つて作業上の不便と能率の低下を來してゐる。時効硬化現象が初め或る期間起らず、且つ完全時効後の硬化量が相當ある様な材料が得られるならば現時局下最も重要視されてゐる増産計畫に寄與する事多大であらう。かゝる目的に幾分でも近づけたい希望の下に本研究を行つた。實驗はデュラルミンに對する他元素の添加並にデュラルミン組成中の

** 住友金屬工業株式會社伸銅所研究部

* この研究は昭和 15 年 4 月本會第 7 回東京大會に發表したものと其後の結果を一括したものである。

成分の変化による硬度、抗張力、剪断力等の時効曲線を求めて、成分的に遅効現象を持つ合金として或る程度の成果を得たので、これを基礎として尙成分的に各方面に亘つて検討して見た。本報はそれ等の実験中より剪断力の結果のみに就て記したものである。

II. 実験方法

(1) 試料の製作

各表に挙げた如き各成分の合金を外径 66mm 長さ 200mm の丸金型に鑄造した後、押出機によつて外径 12mm の棒に押出した後、抽伸加工して外径 4mm の線材とし、これより剪断試片を採取した。

(2) 実験法

各剪断試片は全部焼入温度 500~510° の範囲に行ひ、焼入直後、1, 2, 4, 6, 8 時間の夫々、並に 1, 2, 3, 4, 5, 6, 7, 8, 9, 10, 15, 20, 25, 30 日の夫々の時間時効せしめた時の剪断力を測定した。各試験共時効中は恒温槽を用ひて夫々の温度に一定とした。

III. D4 鋁材の実験結果

(1) デュラルミンに対する他元素添加の影響

デュラルミンに Ti, Mo, V, Zn, Ag, Ni, Co, Ca, Sb 等を添加せしめた場合の時効硬化曲線は Fig. 1 に示す如

Fig. 1 Ageing curves at 35° of the samples, their chemical compositions are shown in Table 1.

く、その成分は Table 1 に示す如くである。これによると Ti, Mo, V, Zn, Ag 等はデュラルミンより焼入直後から強度を大ならしめ、Ni, Co, Ca, Sb 等はデュラルミンより焼入直後から強度を低くせしめ且つ完全時効後に於ても小さい。デュラルミンに比して遅効現象の見受けられるものは Sb, Ca, Ni, Mo 等であるが Co, Ni, Mo 等の遅効期間は約 1 時間の短期であり、Ca, Sb 等は相當長期に亘るものゝ如くなるも 35 日後に至りてもデュラルミンに比して Ca は約 60%, Sb は約 20% 程度の硬化量でこれ等は遅効と云ふよりもむしろ時効硬化現象を阻止す

るものと見るべきであらう。

Table 1 Analytical chemical composition of the samples used to produce the curves in Fig. 1.

Mark	Cu	Mn	Mg	Fe	Si	%
D	3.48	0.50	0.63	0.40	0.18	—
T	3.55	0.56	0.69	0.46	0.21	Ti 0.20
M	3.31	0.52	0.63	0.38	0.16	Mo 0.31
V	3.50	0.54	0.70	0.34	0.18	V 0.26
A	3.40	0.50	0.70	0.40	0.18	Ag 0.30
Z	3.34	0.50	0.69	0.38	0.19	Zn 0.25
N	3.43	0.54	0.65	0.42	0.17	Ni 0.30
C	3.49	0.51	0.60	0.38	0.18	Co 0.31
Cl	3.50	0.54	0.71	0.38	0.18	Ca 0.26
S	3.67	0.50	0.42	0.38	0.20	Sb 0.48

(2) デュラルミン組成中の成分の変化

デュラルミン組成中の Mn 及び Mg の夫々を増減せしめた場合、又は Fe, Si の夫々を増加せしめた場合、或は Cu を減少せしめた場合等に就て時効曲線を求めた。デュラルミン組成中の Mn を増減せしめた場合の結果は Table 2, Fig. 2 に示す如くで、Mn の増加に従つて初め

Table 2 Analytical chemical composition of the samples used to produce the curves in Fig. 2-6.

Mark	Cu	Mn	Mg	Fe	Si %
1A	3.89	—	0.50	0.18	0.08
1B	3.97	0.49	0.53	"	"
1C	3.90	0.98	0.63	0.20	0.10
1D	4.01	9.50	—	"	0.08
1E	3.96	"	1.06	"	0.09
2A	3.91	"	0.52	0.18	0.55
2B	3.92	"	0.62	"	0.96
2C	3.94	"	0.63	0.52	0.09
2D	3.87	"	0.50	1.04	0.10
3A	3.49	"	0.55	0.16	0.09
3B	2.97	"	"	"	0.10
3C	2.46	"	0.54	"	0.07
3D	1.93	"	0.62	0.18	"
3E	1.42	"	0.50	0.16	0.09

Fig. 2 Ageing curves at 35° of the samples, their chemical compositions are shown in Table 2.

から強度を大ならしめ、焼入直後から時効の経過すると共に硬化量を大ならしめてゐる。Mg の場合は Mg のない場合は殆んど時効硬化せず Mg の増加に従つて焼入直後より強度大となり時間の経過と共に硬化が進む。Table 2, Fig. 3 がそれである。Si の増加の場合も Table 2, Fig. 4 に示す如く Si の増加に従つて焼入直後から強度

Fig. 3 Ageing curves at 35° of the samples, their chemical compositions are shown in Table 2.

Fig. 4 Ageing curves at 35° of the samples, their chemical compositions are shown in Table 2.

Fig. 5 Ageing curves at 35° of the samples, their chemical compositions are shown in Table 2.

大となり且つ時間の経過と共に硬化が進む。Fe の場合は Table 2, Fig. 5 に示す如く Fe の増加に従つて焼入直後から強度が低くなり且つ遅効現象が約 1 時間程認められるが完全時効後の強度がデュラルミンより低くなる。

又、デュラルミン組成中より Cu を減少せしめる事は Cu の減少と共に焼入直後並に時効後の強度をデュラルミンより低下せしめると共に遅効現象が現はれ、Cu 2.5% で約 1 時間、Cu 2.0% で約 2 時間、Cu 1.5% で約 4 時間程度の遅効期間を示してゐる。Table 2, Fig. 6 がそれである。

Fig. 6 Ageing curves at 35° of the samples, their chemical compositions are shown in Table 2.

(3) Al + Cu 2% 合金に対する Mg の影響

Fig. 6 の結果より遅効期間約 2 時間を持ち且つ時効後の硬化量も比較的大なる Cu 2% Al 合金を土臺として、これに Mg を次第に増加せしめた場合の結果が Table 3, Fig. 7 に示すもので、Mg の増加に従つて焼入直後並に

Table 3 Analytical chemical composition of the samples used to produce the curves in Fig. 7.

Mark	Cu	Mg	Fe	Si %
4A	1.90	0.54	0.18	0.08
4B	1.89	1.03	„	0.07
4C	1.92	1.48	0.16	„
4D	„	2.01	„	„
4E	„	2.63	0.18	„

Fig. 7 Ageing curves at 35° of the samples, their chemical compositions are shown in Table 3.

時効後強度を大ならしめ、且つ遅効現象が減じて来るが Mg 2.0% 程度では未だ遅効現象があり且つ強度が相當大となつて来る。

(4) Al + Cu 2% + Mg 2% 合金に対する Mn の影響

Fig. 7 の結果より Al + Cu 2% + Mg 2% 合金を取つてこれに Mn の添加影響を調べたものが Table 4, Fig. 8 の結果である。これによると Mn の増加に従つて焼入直後並に時効後の強度を大ならしめ、且つ遅効現象が顯著に現はれて来る事が認められ、Mn 約 1% 添加したものは實に遅効期間約 50 時間 (35° 時効) の長期に亘る事を知つた。依つてこの Mn 1% 入り合金を遅効低材として取り上げる事にし、この合金を D4 と名附けた。

Table 4 Analytical chemical composition of the samples used to produce the curves in Fig. 8.

Mark	Cu	Mn	Mg	Fe	Si %
5A	1.92	—	2.01	0.16	0.07
5B	1.88	0.50	2.05	„	0.11
5C	1.85	0.95	2.07	0.24	0.08
5D	1.79	1.36	2.06	0.23	0.09
5E	1.93	1.96	2.20	0.24	„

Fig. 8 Ageing curves at 35° of the samples, their chemical compositions are shown in Table 4.

(5) D4 合金に対する Fe, Mg, Cu の影響

35° の時効温度に於て D4 合金は約 50 時間の間殆んど全く時効硬化が起らないと云ふ特殊な時効現象を持つ事に關しては理論的に極めて興味ある事柄であるがこれは別の機会に譲る事にして實際工業的見地より、D4 合金はデュラルミンの焼入直後の強度より高くなるので、デュラルミンの焼入直後程度の強度で遅効現象が長期に亘るものと云ふ方面に研究を進展せしめる事にした。

Table 5, Fig. 9 は D4 合金に Fe を増した場合と Mg を減じた場合及び Mg を減じ Fe を増した場合の結果で、Mg を減じて又 Fe を増しても焼入直後の強度を下げる事が出来るが遅効現象が減ぜられ且つ時効後の強度が

低くなる。Table 5, Fig. 10 は Fig. 9 の合金に Cu を増した場合の結果であるが Cu を増すと焼入直後並に時効後の強度が D4 より高くなる。その中 mark 9 の Mg を減じ Fe を増したものに Cu を増してやつたものは D4 より焼入直後の強度が低くなり時効後が高くなるが遅効現象が減ぜられる。然し焼入後約 6 時間位迄は D4 より強度が低い。

Table 5 Analytical chemical composition of the samples used to produce the curves in Fig. 9, 10.

Mark	Cu	Mn	Mg	Fe	Si %
1	1.85	0.95	2.07	0.24	0.08
7	1.93	0.94	2.21	1.12	„
6	„	0.96	1.58	0.20	„
10	1.85	1.00	1.55	1.11	0.09
4	2.45	0.98	2.24	0.21	0.08
8	2.42	0.96	2.23	1.16	0.09
5	2.47	„	1.73	0.21	0.07
9	2.34	0.95	1.56	1.09	0.08

Fig. 9 Ageing curves at 35° of the samples, their chemical compositions are shown in Table 5.

Fig. 10 Ageing curves at 35° of the samples, their chemical compositions are shown in Table 5.

(6) D4 合金に対する Si の影響

D4 合金に Si を添加せしめた場合の結果が Table 6 (配合成分) Fig. 11 である。これによると Si の増加に従つて焼入直後の強度が下り且つ遅効現象が減退して来る事が判る。尚 mark D11 は D4 合金であるが上記の結果

に比して焼入直後の強度が低く且つ遅効期間が尙長期(約 120 時間)に亘つてゐる。これは時効温度の差異に依るもので前者の 35° に對して後者は 25° であることに依る。

Table 6 Charged chemical composition not analysed of the samples used to produce the curves in Fig. 11.

Mark	Cu	Mn	Mg	Si%
D 11	2.0	1.0	2.0	0.1
D 12	"	"	"	0.3
D 13	"	"	"	0.5
D 14	"	"	"	0.7
D 15	"	"	"	0.9
D 16	"	"	"	1.1

Fig. 11 Ageing curves at 25° of the samples, their chemical compositions are shown in Table 6.

(7) Cu を増した D4 合金に對する Si の影響

D4 合金の Cu を 2.5% にしたものに Si を増加せしめた結果が Table 7, Fig. 12 であるが、その傾向は Fig.

Table 7 Charged chemical composition not analysed of the samples used to produce the curves in Fig. 12, 13.

Mark	Cu	Mn	Mg	Si%
D 32	2.5	1.0	2.0	0.3
D 33	"	"	"	0.5
D 34	"	"	"	0.7
D 35	"	"	"	0.9
D 36	"	"	"	1.1
D 17	3.0	"	"	0.3
D 18	"	"	"	0.5
D 19	"	"	"	0.7
D 20	"	"	"	0.9

11 の結果と同様である。Cu が増した爲 Fig. 11 の結果より焼入直後の強度が高くなり、遅効現象が減じて来る。又、D4 合金の Cu を 3.0% にしたものに Si を増加せしめた結果は Table 7, Fig. 13 に示す如くで Fig. 12 に於ける變化が益々強化されて来る。

Fig. 12 Ageing curves at 25° of the samples, their chemical compositions are shown in Table 7.

Fig. 13 Ageing curves at 25° of the samples, their chemical compositions are shown in Table 7.

(8) Al + Mn 1.2 + Mg 1.2 に對する Cu の影響

D4 合金の Mn を増し Mg を減じたものに Cu を増して行つた結果が Table 8, Fig. 14 である。これによる

Table 8 Charged chemical composition not analysed of the samples used to produce the curves in Fig. 14.

Mark	Cu	Mn	Mg %
D 21	3.0	1.2	1.2
D 22	2.5	"	"
D 23	2.0	"	"

Fig. 14 Ageing curves at 25° of the samples, their chemical compositions are shown in Table 8.

と Cu の増加に従つて焼入直後及び時効後の強度が上り且つ遅効現象が減じて来る事が判る。

(9) Al + Cu 2.5 + Mn 1.2 + Mg 1.2 に對する Si の影響

Al + Cu 2.5 + Mn 1.2 + Mg 1.2 % 合金に Si を添加せしめた結果が Table 9, Fig. 15 である。これによると Si の増加に従つて焼入直後の強度は幾分低下して来るが遅効現象が減退して来る, Si 1.1 % 入のものでは全く遅効現象が無くなるものゝ如し。

Table 9 Charged chemical composition not analysed of the samples used to produce the curves in Fig. 15.

Mark	Cu	Mn	Mg	Si %
D 24	2.5	1.2	1.2	0.3
D 25	"	"	"	0.5
D 26	"	"	"	0.7
D 27	"	"	"	0.9
D 28	"	"	"	1.1

Fig. 15 Ageing curves at 25° of the samples, their chemical compositions are shown in Table 9.

以上の結果を總括して見ると, D 4 合金の焼入直後の強度を下げる爲には D 4 組成中の Mg を減ずるか, 或は Fe 又は Si を増加せしむる事が必要條件となるが, これ等の改組による結果として遅効現象を減退せしめる。然し實際問題としては一晝夜以上もの遅効期間は必要でなく大體一日の作業範圍として 6 時間前後もあれば充分ではなからうか。かく判ずれば焼入直後の強度を下げ且つ時効硬化量の相當ある Si の少量添加が最も適當と云へよう。

IV. 強力鋁材の實驗結果

航空機材の性能向上に伴ひデュラルミン材より強力な鋁材が必要となつて來た。依つて次の研究目標をこの方面に向けることにした。強力鋁材としては焼入直後の強度が剪斷力で 24~25 kg/mm² 迄なら鋁着作業が工業的に可能とのことである。又遅効期間も上記の如く實際作

業狀況からして數時間程度あれば現在の處要求を満し得る事と思はれる。従つて實驗をかゝる範圍に於て進めた。

(1) D 4 合金に對する Cu の増加

D 4 合金に Cu を増加せしめた結果が Table 10, Fig. 16 である。これによると Cu の増加に従つて焼入直後

Table 10 Analytical chemical composition of the samples used to produce the curves in Fig. 16.

Mark	Cu	Mn	Mg	Fe	Si %
D 4	1.88	0.97	2.11	0.19	0.06
D 5	2.84	0.97	2.05	"	0.08
D 6	3.79	0.98	2.12	0.20	0.06

Fig. 16 Ageing curves at 25° of the samples, their chemical compositions are shown in Table 10.

並に時効後の強度が D 4 合金より高くなり, 遅効現象が減退して来るが, Cu 3.79 % 入りのもので焼入直後 24.2 kg/mm² 時効後 28.7 kg/mm² の剪斷力を有し且つ遅効期間 4 時間程度と云ふ相當有望な結果を示してゐる。(但し時効温 25° の場合)

(2) Al + Mn 1.2 + Mg 1.2 + Si 0.8 に對する Cu の増加

Al + Cu 2 + Mn 1.2 + Mg 1.2 + Si 0.8 合金に Cu を増加せしめた結果が Table 11, Fig. 17 である。これ

Table 11 Analytical chemical composition of the samples used to produce the curves in Fig. 17.

Mark	Cu	Mn	Mg	Fe	Si %
D 8	3.85	1.20	1.40	0.19	0.77
D 9	2.91	1.21	1.36	0.18	0.76
D 10	1.87	1.22	1.37	"	0.76

によると Cu の増加は焼入直後並に時効後の強度を上げるが遅効現象が全く無くなるものゝ如くである。

(3) SD 組成より Cu の減少

SD 組成中の Cu の量を減少せしめて見た結果が

Table 12, Fig. 18 である。これによると Cu の含有量の減少と共に焼入直後並に時効後の強度が低下する。遅効現象の現はれる量は Cu 2.64% となり、且つこのものゝ焼入直後の強度 20 kg/mm²、時効後の強度 25.5 kg/mm² の剪断力と云ふ結果を示す

Fig. 17 Ageing curves at 25° of the samples, their chemical compositions are shown in Table 11.

Table 12 Analytical-chemical composition of the samples used to produce the curves in Fig. 18.

Mark	Cu	Mn	Mg	Fe	Si%
D 1	4.01	0.61	1.53	0.20	0.08
D 2	3.31	0.59	1.54	0.19	„
D 3	2.64	0.62	1.56	0.18	„

Fig. 18 Ageing curves at 25° of the samples, their chemical compositions are shown in Table 12.

さて以上の結果を總括して見るに遅効現象を持ち且つ強力な材料としては Fig. 16 の D4 合金の Cu を 4% 近く増加せしめたものが良好なるものと如くである。依つてこの合金を D5 と名附ける。この合金は SD 材に比較して焼入直後の強度はほぼ同一で時効後の強度に於て SD 材の方が約 0.5 kg/mm² 程剪断力が高い。然し SD 材は焼入直後より時効硬化が起るから直ぐ硬くなつて来るのに反して D5 材は約 4 時間の遅効期間を有する譯である。

V. 比較實驗結果

(1) D4 系合金とハインケル合金との比較

會つてハインケル航空機會社に於て焼入後徐々に常溫時効硬化すると稱して E. H. F. Nietwerkstoff なる材料に就ての研究が發表されてゐる⁽¹⁾。依つて D4 系合金の二、三と比較實驗を行つて見ることにした。

D4 系合金の中、D4 を改組した Cu 2 + Mn 1.0 + Mg 2 + Si 0.5% (Fig. 19 mark ⑤) 合金及び Cu 2 + Mn 1.2 + Mg 1.2 + Si 0.5% (Fig. 19 mark ④) 合金、D5 を改組した Cu 3 + Mn 1.0 + Mg 2 + Si 0.5% (Fig. 19 mark ⑥) 合金、並に上記ハインケル合金 (Fig. 19 mark ①) との比較實驗結果は Table 13, Fig. 19 である。これ等の

Fig. 19 Ageing curves at 25° of the samples, their chemical compositions are shown in Table 13.

Table 13 Analytical chemical composition of the samples used to produce the curves in Fig. 19, 20.

Mark	Cu	Mn	Mg	Fe	Si%
①	1.92	0.51	2.16	0.13	0.85
④	„	1.20	1.50	0.14	0.59
⑤	1.93	1.02	2.24	0.15	0.64
⑥	2.71	1.00	2.25	0.16	0.59

結果によればハインケル材は焼入直後最も柔かく剪断力で約 18 kg/mm² を示し時間の経過と共に徐々に硬化が進み完全時効後の剪断力が約 24 kg/mm² 迄となる。D4 改組合金 ④ は焼入直後約 20 kg/mm² 迄の剪断力で遅効期間約 8 時間を持ち時効後 25.5 kg/mm² を示す。又 D5 改組合金 ⑥ は焼入直後約 23 kg/mm² 時効後約 28 kg/mm² の剪断力を示し遅効期間約 2 時間を持つ。尚これ等の線材より製鋅して鋅着試験を行ひ、鋅着後の剪断力を測定して見た結果が Fig. 20 である。圖中點線は焼入後各時間時効(溫度 25°) して鋅着したものを鋅着直後剪断試験したものである。實線は各時間時効して鋅着した後尚

(1) Von Kurt Matthes, Z. Metallk., 30 (1938), 238.

10日間時効せしめた後剪断試験を行つた結果である。鋲着は手ハンマーで行つたが時効24時間後の鋲着も完全

Fig. 20 Shearing strength of some riveted samples, their chemical compositions are shown in Table 13, where riveting work were done in several stages of ageing process as written in the abscissa and where the shearing tests were carried on immediately after riveting, and finishing 10 days ageing after it.

組④材を D4A 又 D5 組⑥材を D5A 合金と名附けた。

(2) 時効温度 20° 及び 30° の差

次に二、三の合金に就て時効温度 20° 及び 30° の場合に於ける剪断力の差を求めて見た。その結果は Table 14, Fig. 21, 22 に示す如くである。Fig. 22 は Fig. 21 の

Table 14 Analytical chemical composition of the samples used to produce the curves in Fig. 21, 22.

Mark	Cu	Mn	Mg	Fe	Si	Mo%
A	1.96	1.03	2.10	0.28	1.03	—
C	1.90	1.22	1.36	0.26	1.07	—
E	2.93	1.04	2.12	0.25	1.02	—
B	1.81	1.02	2.09	0.23	1.06	0.24
D	1.67	1.22	1.50	0.22	1.02	0.20
F	2.58	1.04	2.07	0.24	1.01	0.24

合金に Mo を添加せしめた結果である。ここに挙げた合金は Si1% を含んだもので遅効現象には時効温度が大した影響を與へてゐないが剪断力には時効温度 20° と 30° とで約 1 kg/mm² の差を示してゐる。

に出来た。これ等の結果によれば鋲着して時効した剪断力がハインケル材で約 25 kg/mm², D4 改組④材で約 27 kg/mm², D4 C 改組⑥材で約 31 kg/mm² と云ふ結果を示してゐる。

尚 D4 改

Fig. 21 Comparison of the ageing curves at two temperatures 20° and 30° of the samples, their chemical compositions are shown in Table 14.

Fig. 22 Comparison of the ageing curves at two temperatures 20° and 30° of the samples, their chemical compositions are shown in Table 14.

VI. 結 言

焼入された儘で或る期間時効現象が起らず、焼入直後の強度が柔かく且つ完全時効後の強度が極めて大きいものと云ふ虫の良き希望の下に Al 合金の各種成分に亘つて実験を行つて見たが、不幸にしてかゝる目的には達し得なかつた。遅効現象に関する機構に就ては別に検討する機会もあらうが、遅効現象と時効現象とは全く相反する関係にあるとするなれば、本研究の所期の目的が全た達せられない事は當然なる結果と云へよう。しかしながら実験中 Al + Cu 2 + Mg 2% 合金に Mn 1% 以上添加せしめた合金に極めて顯著なる遅効現象のある事を認め得たので幾分目的に近づく事が出来た。次にその成果より二、三代表的なものを挙げて見る。

(i) ハインケル材 (比較の爲)

成 分 ;— Cu 2, Mn 0.5, Mg 2, Si 0.8%

剪 断 力 ;— 焼入直後約 18.0 kg/mm², 時効後約 23.5 kg/mm², 鋲着時効後 24.5—25.0 kg/mm²

遅効期間 ;— 約 1 時間 (時効温度 25°)

(ii) D4 材

成 分 ;— Cu 2, Mn 1, Mg 2%

剪 断 力 ;— 焼入直後約 20kg/mm², 時効後約 24kg/mm²

遅効期間 ;— 約 120 時間 (時効温度 25°)

(iii) D4A 材

成 分 ;— Cu 2, Mn 1.2, Mg 1.2, Si 0.5 %

剪 断 力 ;— 焼入直後約 19.5kg/mm², 時効後約 25.5kg/mm², 鋳着時効後 26.5—27.5kg/mm²

遅効期間 ;— 約 8 時間 (時効温度 25°)

(iv) D5A 材

成 分 ;— Cu 3, Mn 1, Mg 2, Si 0.5 %

剪 断 力 ;— 焼入直後約 23kg/mm², 時効後 28kg/mm², 鋳着時効後 31—32kg/mm²

遅効期間 ;— 約 2 時間 (時効温度 25°)

(v) D5 材

成 分 ;— Cu 4, Mn 1, Mg 2 %

剪 断 力 ;— 焼入直後約 24kg/mm², 時効後 28.5kg/mm²

遅効期間 ;— 約 4 時間 (時効温度 25°)

尚 D4 及び D4A 材は軟質遅効鋳, 又 D5 及び D5A 材は硬質遅効鋳と區別する。

珪石煉瓦の熔融状態に於ける粘りと腰の強さに就て (第1報)

田 所 芳 秋* 須 賀 音 吉*

Tadokoro Yosiaki and Suga Otokiti: On the creeping properties of Silica brick at high temperature. (Report 1). Silica brick are used mainly for several industrial furnaces such as steel making or coke oven and 70% is used for the steel industry. As the open-hearth furnace for steel making tends to elevate the operating temperature, the better quality of silica brick is required. Silica bricks of especially good quality must be used for the port and roof of the service furnace, having superior properties as no sudden expansion, spalling and strong at service high temperature.

Steel maker wants the silica brick with such good properties which do not spall or crack at the working temperature and drop down in rice-jelly state — that is, plastic at high temperature. In order to get the above good silica brick, we must use proper raw materials by suitable making process. As silica brick has commonly several transformation of crystal during the burning, the brick with stable structure must be produced.

In this work, the author reports the manufacturing process of silica brick, distribution of particle and burning temperature effects most its quality and the best silica brick used in the open furnace is proved by those having the most viscous or plastic property at the working high temperature.

(Received January 17, 1942)

I. 緒 言

本邦に於ける現在珪石煉瓦の主要なる用途は製鋼爐用, コークス爐用にしてその 70% 餘は平爐作業に使用されつゝあり。日支事變以來鐵鋼業界は劃期的飛躍をなし製鋼作業の傾向は必然的に高温作業となり従つて珪石煉瓦の性狀に於て特に優良化を絶對必要とするに至れり。平爐に於て最も良質の珪石煉瓦を要するは天井及び瓦斯噴出口にして煉瓦の不良焼より来る急激なる膨脹の少なきこと, 耐火度の高きこと及び熱間に於ける龜裂折損等の少なきこと, 鋼滓その他の裝入物に侵蝕され難きこと等數多の物理化學的條件を要求されつゝあり。この外近時最も製鋼業者に依りて希求さるゝは熔融點近くの高溫に曝露さるゝ時速かに龜裂折落の少なき何れかと云へば飴狀に粘く尾を引きて流れる様な所謂熱間に於て粘りのある煉瓦を切望しつゝあり。而して是等種々の性質を満足

せしむるためには原料の精撰は勿論原料の粉碎方法その粒度分布, 製型並に乾燥方法の改良研究なほ更に焼成方法に一段の注意を拂ふべき事勿論なり。他種煉瓦に比し特に珪石煉瓦には數段の結晶轉移を有しその取扱ひの如何により品位に至大の關係を及ぼすを以て適切なる焼成方法の確立は最も重要なる項目なるべし。著者は本研究に於て同一の珪石原料を使用し唯粉碎方法, 混練方法及び焼成方法を夫々別にした場合珪石煉瓦として如何なる優劣を生ずるかを例示し更に平爐用珪石煉瓦としての最適なる性質如何等の問題に及ばんとす。特に熔融状態に於ける珪石煉瓦の粘りと腰の問題を取扱はんとす。

II. 試料煉瓦の製造方法

(1) 試験用素地煉瓦の製造

(イ) 原料及び配合割合 原料配合は重量にて下記の割合となせり。

丹波珪石 (甲) 70%, 若狹珪石 (二號) 30%, 石灰 2%

* 日本製鐵會社八幡製鐵所研究所